

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08319538
PUBLICATION DATE : 03-12-96

APPLICATION DATE : 22-03-96
APPLICATION NUMBER : 08066583

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : MATSUOKA SAIJI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/14 C22C 38/44

TITLE : HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN TOUGHNESS AND HAVING LOW YIELD RATIO AND HIGH STRENGTH AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a hot rolled steel plate excellent in toughness and having low yield ratio and high strength without causing the nonuniformity of material in the directions of thickness and length and the deterioration of weldability and sour resistance.

CONSTITUTION: A steel, having a composition consisting of, by weight, 0.005-0.030% C, $\leq 1.5\%$ Si, $\leq 1.5\%$ Mn, $\leq 0.020\%$ P, $\leq 0.015\%$ S, 0.005-0.10% Al, $\leq 0.0100\%$ N, 0.0002-0.0100% B, either or both of $\leq 0.20\%$ Ti and $\leq 0.25\%$ Nb within the range satisfying the relation of $(Ti+Nb/2)/C \geq 4$, and the balance Fe with inevitable impurities, is used. Further, the metallic structure is composed of ferrite and/or bainitic ferrite, and the amount of solid-solution C in the grain is 1.0-4.0ppm. By this method, the hot rolled steel plate, excellent in toughness and having low yield ratio and high strength, can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-319538

(43)公開日 平成8年(1996)12月3日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/14			C 2 2 C 38/14	
38/44			38/44	

審査請求 未請求 請求項の数 4 OL (全 9 頁)

(21)出願番号 特願平8-66583

(22)出願日 平成8年(1996)3月22日

(31)優先権主張番号 特願平7-64094

(32)優先日 平7(1995)3月23日

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72)発明者 岡田 進

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 川端 文丸

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74)代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

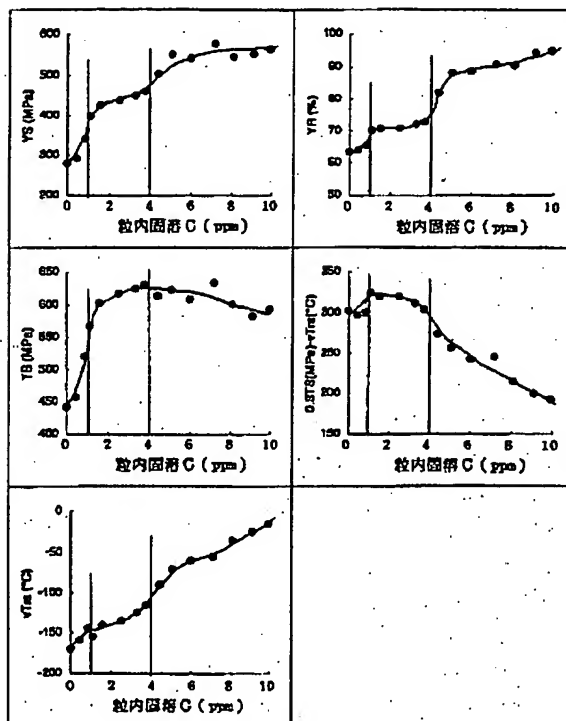
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 韌性に優れる低降伏比高強度熱延鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【目的】 厚み方向、長さ方向における材質の不均一性や溶接性、耐サワー性の劣化を招くことなしに、韌性に優れしかも低降伏比を有する高強度熱延鋼板を製造する。

【構成】 C : 0.005 ~ 0.030 wt%未満、Si : 1.5 wt%以下、Mn : 1.5 wt%以下、P : 0.020 wt%以下、S : 0.015 wt%以下、Al : 0.005 ~ 0.10wt%、N : 0.0100wt%以下、B : 0.0002 ~ 0.0100wt%を含み、かつTi : 0.20wt%以下およびNb : 0.25wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種を(Ti+Nb/2)/C ≥ 4の関係を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなり、さらに金属組織がフェライトおよび/またはベイナイト・フェライトからなるとともに粒内の固溶C量が1.0 ~ 4.0ppmであることを特徴とする韌性に優れる低降伏比高強度熱延鋼板。



【特許請求の範囲】

【請求項1】C:0.005~0.030 wt%未満、

Si:1.5 wt%以下、

Mn:1.5 wt%以下、

P:0.020 wt%以下、

S:0.015 wt%以下、

Al:0.005~0.10wt%、

N:0.0100wt%以下、

B:0.0002~0.0100wt%を含み、かつ

Ti:0.20wt%以下および

Nb:0.25wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種を $(Ti+Nb/2)/C \geq 4$ の関係を満たして含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物よりなり、さらに金属組織がフェライトおよび/またはベイニティックフェライトからなるとともに粒内の固溶C量が1.0~4.0ppmであることを特徴とする韌性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項2】請求項1に記載の鋼組成のものに、さらに

Mo:1.0 wt%以下、

Cu:2.0 wt%以下、

Ni:1.5 wt%以下、

Cr:1.0 wt%以下および

V:0.10wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有させることを特徴とする韌性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項3】請求項1または2に記載の鋼組成のものに、さらに

Ca:0.0005~0.0050wt%、

REM:0.001~0.020 wt%のうちから選ばれるいずれか1種または2種を含有させることを特徴とする韌性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板。

【請求項4】C:0.005~0.030 wt%未満、

Si:1.5 wt%以下、

Mn:1.5 wt%以下、

P:0.020 wt%以下、

S:0.015 wt%以下、

Al:0.005~0.10wt%、

N:0.0100wt%以下、

B:0.0002~0.0100wt%を含み、かつ

Ti:0.20wt%以下および

Nb:0.25wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種を $(Ti+Nb/2)/C \geq 4$ の関係を満たして含有する鋼を熱間圧延後、5℃/sec以上20℃/sec以下の速度で冷却し、引き続き550超~700℃の温度範囲で巻き取ることを特徴とする韌性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、建築・土木用の鋼管、カラムや、油井用の電綫鋼管、その他一般の構造材など

の用途に用いて好適な韌性に優れた低降伏比高強度熱延鋼板（鋼帯を含む。以下同じ）およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】建築・土木用の鋼管、カラムなどの素材として用いられる熱延鋼板には強度、韌性などの構造材としての特性が必要であり、油井用の電綫鋼管の素材として用いられる熱延鋼板には、前記特性のほかさらに耐サワー環境性（耐湿潤硫化水素環境性、以下、単に「耐サワー性」と略記する。）も必要とされる。このような用途に用いられる熱延鋼板の製造技術について、これまでも多くの提案がなされてきた。その中で、とくに強度と韌性を両立させる技術として、現在一般的に採用されている方法は、フェライト・パーライト組織を主体とする鋼にTMCPとよばれる加工熱処理を施して得られる、組織の細粒化による強化処理（例えば、特開昭62-112722号公報、特公昭62-23056号公報、特公昭62-35452号公報など）と、熱延後の急冷（制御冷却）処理とを組み合わせるものである。

【0003】しかしながら、上記既知技術では以下に述べるような欠点があり、今後のニーズに必ずしも対応できないという問題を残していた。

1) TMCPのような極端な細粒化は必然的に降伏比（降伏強さ/引張り強さ）を上昇させるので、座屈防止、不安定延性破壊防止のために最近要請されるようになった低降伏比には対応できない。

2) TMCPでは、圧延による変形が板厚方向で均一にはならないので、板厚方向の材質不均一が生ずる。また、強冷を伴う制御冷却は長手方向（圧延方向）の材質差を生じやすく、また板厚の変化にも敏感なため材質制御が困難である。これらの要因により、TMCPでは、厚み方向および長手方向の材質が不均一になりやすい。

3) TMCPでは、高強度、高韌性を得ようとするほどオーステナイト未再結晶温度域における低温強圧下が必要となり、熱延設備の負荷の増大、圧延素材サイズの上限規制を招くことになる。

4) またTMCPにおいては、Mn、V、Moなどの強化元素への依存度が大いため、これらの元素による焼入れ性が増大し、溶接部の硬さの上昇、島状マルテンサイト発生による溶接部韌性の劣化などを生じやすい。このため良好な溶接性を維持したままでのTMCP法による高強度化には限界が限界がある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、従来の技術が抱えていた上記の問題を有利に解決するもので、厚み方向、長さ方向における材質の不均一性や溶接性、耐サワー性の劣化を招くことなしに、韌性に優れしかも低降伏比を有する高強度熱延鋼板を、その有利な製造方法とともに提供することにある。本発明の具体的な目的は、降伏強さ（YS）が276MPa以上、好まし

くは413MPa以上、降伏比(YR)が80%以下、好ましくは70%以下、靱性が破面遷移温度 $vTrs$ で-100℃(DWT T85%試験で-30℃に相当)以下、好ましくは-120℃(DWT T85%試験で-46℃に相当)以下、0℃におけるシャルピー吸収エネルギー vEo で300J以上、好ましくは310J以上、強度-靱性バランスの指標 $0.3TS-vTrs$ が300以上好ましくは320以上、溶接部と母材とのビッカース硬さの差(ΔHv)が100以下、好ましくは30以下、溶接熱影響部(HAZ)の靱性が破面遷移温度 $vTrs$ で0℃以下、好ましくは-20℃以下を満足し、しかも耐サワー性に優れる高強度熱延鋼板を、その有利な製造方法とともに提供することにある。

【0005】

【課題を解決するための手段】さて、本発明者らは、上記の目的を達成すべく、数多くの実験と検討を重ねた結果、低C鋼に炭化物析出元素、Bを添加し、製造条件を適正に制御する等の手段を駆使すれば、1)粒内固溶C量の適正化がはかられフェライトマトリックスの靱性の向上とYRの低減が可能となり、2)析出炭化物は強度の向上に有効に利用でき、3)固溶Cが低い場合に従来みられた粒径粗大化に起因する強度低下を抑制し、しかも4)フェライト(ベイニティックフェライトを含む)単相の組織により靱性、耐サワー性を改善しようとの知見を得た。本発明は、上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は次のとおりである。

【0006】すなわち、

(1) C:0.005~0.030 wt%未満、Si:1.5 wt%以下、Mn:1.5 wt%以下、P:0.020 wt%以下、S:0.015 wt%以下、Al:0.005~0.10wt%、N:0.0100 wt%以下、B:0.0002~0.0100wt%を含み、かつTi:0.20wt%以下およびNb:0.25wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種を $(Ti+Nb/2)/C \geq 4$ の関係を満たして含有し、残部がFeおよび不可避の不純物よりなり、さらに金属組織がフェライトおよび/またはベイニティックフェライトからなるとともに粒内の固溶C量が1.0~4.0ppmであることを特徴とする靱性に優れる低降伏比高強度熱延鋼板。

【0007】(2) 上記(1)に記載の鋼組成のものに、さらにMo:1.0 wt%以下、Cu:2.0 wt%以下、Ni:1.5 wt%以下、Cr:1.0 wt%以下およびV:0.10wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有させることを特徴とする靱性に優れる低降伏比高強度熱延鋼板。

【0008】(3) 上記(1)または(2)に記載の鋼組成のものに、さらにCa:0.0005~0.0050wt%、REM:0.001~0.020 wt%のうちから選ばれるいずれか1種または2種を含有させることを特徴とする靱性に優れる低降伏比高強度熱延鋼板。

【0009】(4) C:0.005~0.030 wt%未満、Si:1.5

5 wt%以下、Mn:1.5 wt%以下、P:0.020 wt%以下、S:0.015 wt%以下、Al:0.005~0.10wt%、N:0.0100wt%以下、B:0.0002~0.0100wt%を含み、かつTi:0.20wt%以下およびNb:0.25wt%以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種を $(Ti+Nb/2)/C \geq 4$ の関係を満たして含有する鋼を熱間圧延後、5℃/sec以上2.0℃/sec以下の速度で冷却し、引き続き550超~700℃の温度範囲で巻き取ることを特徴とする上記(1)~(3)のいずれか1つに記載の熱延鋼板の製造方法。

【0010】

【作用】以下、本発明を具体的に説明する。まず、本発明の基礎となった実験結果について述べる。

C:0.003~0.030 wt%、Si:0.4 wt%、Mn:0.6 wt%、P:0.010 wt%、S:0.0020wt%、Al:0.035 wt%、N:0.0018~0.0043wt%、B:0.0008~0.0015wt%、Ti:0~0.12wt%、Nb:0~0.25wt%、 $(Ti+Nb/2)/C = 2 \sim 10$ の範囲で変化させた鋼スラブを、スラブ加熱温度(SRT):1200℃、熱間圧延終了温度(FDT):880℃、熱延後の冷却速度3~30℃/se(コイル巻取温度(CT)が700℃を下回る場合には700℃までの冷却速度)、巻取温度(CT):500~750℃で熱間圧延し、板厚12~20mmの熱延鋼板を製造した。

【0011】得られた熱延鋼板について、粒内の固溶Cを調査するとともに、強度(降伏強さ(YS)、引張強さ(TS))、降伏比($YR=YS/TS$)、破面遷移温度($vTrs$)およびこれらの値から算出される $0.3TS$ (MPa)- $vTrs$ (℃)を求めた。ここで、YSはAPI規格の0.5%歪みの値(通常、非時効性鋼で用いられる0.2%耐力または時効性鋼で用いられる下降伏応力とほぼ等しい。)により求めた。また、粒内固溶Cの測定法としては、時効指数AI(Ageing Index)を用いた。すなわち、7.5%予歪み付与後100℃30分熱処理後の硬化量を測定しAI値とした。AI値は粒界の固溶Cの影響をほとんど受けず、一般に粒内固溶Cに対し、粒内固溶C(ppm)= $0.20 \times AI$ (MPa)の関係がある。なお、内部摩擦法による固溶Cの測定は、粒界固溶Cの影響を受ける他、粒径や粒形態の影響も受けるため、これら因子の影響が大きい低C熱延鋼板には向かない。なお、 $0.3TS$ (MPa)- $vTrs$ (℃)の意味は次のとおりである。析出強化、固溶強化などの一般的な強化により靱性は劣化し $vTrs$ は上昇する。そこで、強度の異なる鋼板についての靱性比較を行うためには、強度に依存する靱性の変化量を補正する必要がある。この強化による靱性変化量は経験的に $0.3TS$ (MPa)に相当する。したがって、 $vTrs-0.3TS$ の値が低いほど、言い換えれば $0.3TS-vTrs$ の値が大きいほど、強化の影響を除いた靱性が良好であるといえる。このようにして求めた靱性値は、結晶のマトリックス本来の靱性と、細粒化による靱性とを総合

した靱性を表していると考えることができる。

【0012】図1に、粒内の固溶Cと上記各特性との関係を示す。同図から明らかなように、粒内の固溶Cを1.0~4.0ppmの範囲に制御すれば、優れた靱性と低降伏比が得られることがわかる。このように固溶Cを4.0ppm以下に低減することにより低降伏比化が可能になる機構は、上降伏点が発生しなくなることで、固溶Cに固着された転位が減少し可動転位が相対的に増加していることによるものと考えられる。また、靱性が改善される理由は、低降伏比と同じ機構により、低温における衝撃的な変形に対しても塑性変形しやすくなるため、吸収エネルギーが低下しにくくなるからであると考えられる。一方、粒内の固溶Cを1.0ppm未満に低下させると、降伏比は低下するものの、強度低下が著しく、また0.3TS-vTrsの値も、結晶粒の粗大化によるものと思われるが、若干低下する。このように、優れた靱性と低降伏比を達成するためには、粒内の固溶Cを1.0~4.0ppmの範囲に制御することが極めて重要であることがわかった。

【0013】次に、本発明において、化学成分組成、組織および製造条件などを前記の範囲に限定した理由について述べる。

C: 0.005~0.030 wt%未満

Cは、Ti、Nb共存下では析出強化により強度を向上させる元素である。添加量が0.005wt%未満ではその効果に乏しいだけでなく、結晶粒の粗大化を招き過剰な固溶強化元素なしでは高強度を達成できなくなる。その上、溶接部も粒成長しやすく、軟化による破断を招く原因となる。一方、0.030wt%以上含有させると、多量のNbやTiを添加しても粒内の固溶Cを必要量まで低下させることが困難になるほか、溶接部に島状マルテンサイトが生成され溶接部の靱性を劣化させる。したがってCの含有量は0.005~0.030 wt%未満、好ましくは0.015~0.028 wt%とする。

【0014】Si: 1.5 wt%以下

Siは、強化元素として有用な元素であり、固溶Cが低い鋼における靱性への悪影響も少ない元素である。しかし1.5 wt%を超えての過剰添加は、靱性への悪影響が顕在化し、溶接部の割れ感受性も低下させる。したがって、Siの含有量は1.5 wt%以下とし、強度改善効果の点から0.8 wt%以下とするのが好ましい。

【0015】Mn: 1.5 wt%以下

Mnは、強化元素として有用な元素であるが、1.5 wt%を超えて添加すると溶接部の硬さを上昇させ、溶接割れ感受性を高める。また、島状マルテンサイトを発生させ靱性を低下させる懸念がある。さらに、過剰なMn添加は、固溶Cの拡散速度を低下させ、炭化物析出による粒内の固溶Cの低減を遅らせる作用を持っている点からも好ましくない。したがって、Mnの含有量は1.5 wt%以下とし、強度改善効果の点から0.8 wt%以下とするのが好ま

しい。

【0016】P: 0.020 wt%以下

Pは、本発明範囲の粒内固溶Cの範囲の鋼では、非時効性鋼ほどの靱性への悪影響はないが、0.020 wt%を超えると靱性劣化に及ぼす影響が大きくなる。したがって、Pの含有量は0.020 wt%以下、好ましくは0.012wt%以下とする。

【0017】S: 0.015 wt%以下

Sは、硫化物を形成して耐サワー性を低下させるので、極力低減することが好ましいが、0.015 wt%以下、好ましくは0.005 wt%以下の範囲で許容できる。

【0018】Al: 0.005~0.10wt%

Alは、鋼の脱酸およびNの固定のために有用な元素である。その効果を得るには、少なくとも0.005 wt%の添加が必要であるが、0.10wt%を超える添加はコスト上不利となるので0.005~0.10wt%の範囲で含有させるものとする。

【0019】N: 0.0100wt%以下

Nは、固溶状態では靱性の低下やYRの上昇を招くため、Ti、Al、B等の窒化物として固定される。しかしN量が多いとこれら元素の添加量増によるコスト上昇を招くので、低減することが好ましいが、0.0100wt%以下の範囲で許容できる。なお、好ましくは0.0050wt%以下とする。

【0020】B: 0.0002~0.0100wt%

Bは、結晶粒の過度の成長を抑制して、靱性と強度の確保に必要な元素であり、また、冷却時の変態点低下により、高温での炭化物の粗大析出を抑制するためにも必要な元素である。これらの効果を得るには0.0002wt%以上の添加が必要である。一方、0.0100wt%を超える添加は、過剰な焼入れ作用により靱性を劣化させる。したがって、Bは0.0002~0.0100wt%の範囲、好ましくは0.0005~0.0050wt%の範囲で添加する。

【0021】Ti: 0.20wt%以下、Nb: 0.25wt%以下、かつ(Ti+Nb/2)/C \geq 4

Ti、Nbは、ともに本発明において重要な元素であり、固溶Cを析出固定して粒内固溶Cを制御するとともに、TiC、NbCを形成して析出強化による高強度をもたらす。これらの効果をもたらすためには(Ti+Nb/2)/C \geq 4を満たすことが必要である。しかし、Ti、Nbの量が過多になると介在物が増加し、溶接部の靱性の上から不利になるので、それぞれ0.20wt%以下、0.25wt%以下の範囲で添加する。なお、好ましい(Ti+Nb/2)/C範囲は5~8とする。

【0022】以上、基本成分について説明したが、本発明では、Mo、Cu、Ni、Cr、V、Ca、REMを適宜添加することができる。

Mo: 1.0 wt%以下、Cu: 2.0 wt%以下、Ni: 1.5 wt%以下、Cr: 1.0 wt%以下およびV: 0.10wt%以下

これらの元素は、いずれも強化元素として補助的に使用

される元素であるが、過剰に添加すると溶接部の靱性低下等の悪影響をもたらすので上記範囲に限定する。

【0023】Ca:0.0005~0.0050wt%, REM:0.001~0.020 wt%

CaおよびREMはいずれも、硫化物の形態を球状化させ、靱性、耐サワー性、溶接性を向上させる作用を有している。しかし、いずれも過剰に添加すると介在物が増加して靱性を劣化させるので上記範囲に限定する。

【0024】金属組織および粒内の固溶C量；本発明の組織はフェライトおよび/またはベイニティックフェライトとする必要がある。すなわち、上記の組織に制御することにより、マクロ的な欠陥を低減することができるので、析出強化による高強度化を行っても靱性や耐サワー性の劣化を回避できる。なお、従来鋼は、フェライト・パーライトの複合組織による強化を利用していたために、マクロ欠陥が多い組織であった。また、粒内の固溶C量の影響については、図1により説明したように、1.0~4.0ppm(重量)の範囲に制御することが、優れた靱性と低降伏比をともに達成するために不可欠な要件である。このようなフェライトおよび/またはベイニティックフェライトを得るためには、前述した本発明に従う成分組成の鋼を、下記に述べる適正条件で製造すればよい。

【0025】次に、本発明による熱延鋼板を製造するための条件について説明する。

・熱間圧延後の冷却速度；炭化物を析出させて粒内の固溶Cを調整するためには、熱間圧延後巻き取りまで、特に700℃以上までの温度域における冷却速度を制御する必要がある。冷却速度が5℃/sec未満では結晶粒径が粗大化し、靱性が低下する。一方、20℃/secを超える速度で冷却した場合には、炭化物の析出が不十分になる傾向があるほか、フェライト粒内に歪みが残留しやすく靱性が低下する。この他、冷却速度が大きすぎると、熱延鋼帯の全長にわたってこの冷却速度を安定して維持することが困難となり、鋼帯長手方向に材質が不均一になること、鋼帯の表面と板厚中央部との間で材質が不均一になること、鋼板形状が悪化することなどの不利を招く。したがって、熱間圧延後の冷却速度の冷却速度は5℃/sec以上20℃/sec以下、好ましくは5℃/sec以上15℃/sec未満、さらに好ましくは5℃/sec以上10℃/sec未満とする必要がある。

【0026】・巻き取り温度(CT)；炭化物の析出による粒内の固溶C調整と析出強化の作用は、その大部分がコイル巻き取り後の徐冷過程で起こるので、熱間圧延後の巻き取り温度は特に重要な要件である。巻き取り温度が550℃以下では、固溶C量の低減が不十分となり、また均一な材質が得られにくい。一方、巻き取り温度が700℃を超えると、過時効気味となり析出強化が起こりにくくなり、高強度化の上で不利となるほか、固溶Cも少な過ぎる傾向となる。したがって、熱間圧延後

の巻き取り温度は550超~700℃、好ましくは600℃以上の温度範囲とする必要がある。

【0027】なお、耐火鋼の分野ではあるが、特開平5-222484号公報において、IF(Interstitial Free)鋼を析出強化させた高靱性低降伏比鋼が提案されている。しかしながら、この提案では、先ず、IFすなわち固溶Cを実質上0にするのがよいとしており、固溶Cの下限を必要とする本発明とは思想を異にする。次に、上記提案における製造方法および実施例においても、耐火性の確保のために、急冷-低温(550℃以下)巻き取りを行っている。本発明者らの調査によると、このような条件では、実際には、固溶Cが4.0ppmを超えて存在すると考えられ、本発明ほどの強度-靱性バランスは期待できない。

【0028】上述した熱延後の冷却速度と巻き取り温度は、本発明においてとくに重要な要件であり、鋼帯の全長、全幅にわたり均一な条件で処理可能なものである。次に、上記要件以外の好適な製造条件について述べる。スラブの熱間圧延は、連続鋳造後、直ちに(いわゆるCC-DR)行うか、もしくは加熱温度(SRT):900~1300℃、省エネルギー面から好ましくは1200℃以下の範囲に再加熱した後に行う。CC-DRを行う場合には、保熱もしくは端部の多少の加熱を行うことは差し支えない。

【0029】熱間圧延は、圧延終了温度(FDT)が750~950℃の通常の圧延によればよいが、Ar₃変態点-100℃より下回ると熱延中に炭化物が析出し、析出強化作用を弱めるので好ましくない。なお、本発明鋼では、マトリックス中の固溶C量の制御とB添加による細粒化とにより高靱性と高強度を得ているので、制御圧延(オーステナイト粒末再結晶温度域での強圧下)を適用する必要性は必ずしもない。本発明鋼をあえて制御圧延法で製造する場合には、再結晶温度が低Cのために900℃程度まで低下しているため、900℃以下で熱延圧下率を50%以上(60%以上ならばさらに有効)確保するように留意するのがよい。また、熱延仕上げ板厚は用途によっても異なるが、通常は5~30mm程度である。

【0030】以上の製造方法は熱延鋼帯製造工程におけるものであるが、この方法は厚板製造工程にも応用可能である。例えば、熱延鋼帯と同様な方法により熱間圧延後の冷却まで行い、続いて600~700℃の範囲で1hr以上保持または徐冷することにより同様な材質が得られる。

【0031】

【実施例】表1~3に示す種々の成分組成からなる鋼スラブを再加熱した後、表2に示す条件で熱間圧延し、板厚15mmの鋼板とした。かくして得られた熱延鋼板について、組織調査を行うとともに、粒内の固溶Cを測定した。また、鋼板の機械特性として、降伏強さ、引張強

さ、降伏比、破面遷移温度、0℃における吸収エネルギー、0.3TS-vTrs、HIC (耐サワー性) 等の特性を測定した。さらに、造管ラインにて電綫溶接し、溶接部のビッカース最高硬さ (Hv)、これと母材部との硬さの差 (ΔHv)、溶接熱影響部の粗大粒部の破面遷移温度を測定した。ここで、粒内固溶C量は、前述のごとくAIから、

粒内固溶C量 (ppm) = $0.20 \times AI$ (MPa)

により求めた。引張試験はJIS Z2201にしたがい、JIS5号試験片を用いて、衝撃試験はJIS Z2 202によるシャルピー試験片を用いて行った。また、*

*HICはNACE TM-02-84に従い行った。ただし、試験液はNACE TM0177-90に規定のNACE液を用いた。HICの評価は、超音波探傷によりクラックがないものを○、クラック寸法がCSR (Crack Sensitivity Ratio) で1%未満のものを△、1%以上のものを×として行った。得られた結果のうち、組織と粒内固溶Cについては表2に、各種機械特性、耐サワー特性の結果を表3にそれぞれ示す。

【0032】

【表1】

No.	化 学 成 分 (wt%)											Ti+Hf/2	成分区分
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N	B	元素グループ1	元素グループ2	
1	0.020	0.50	0.50	0.008	0.0011	0.034	0.010	0.19	0.0001	0.0009			5.3 適合例
2	0.021	0.41	0.62	0.008	0.0010	0.032	0.083	0.05	0.0028	0.0010			5.1 適合例
3	0.019	0.58	0.61	0.007	0.0012	0.051	—	0.20	0.0020	0.0008			5.3 適合例
4	0.019	0.38	0.40	0.008	0.0021	0.020	0.110	—	0.0023	0.0010			5.2 適合例
5	0.024	0.35	0.42	0.007	0.0015	0.044	0.072	0.10	0.0024	0.0010			5.1 適合例
6	0.028	0.14	0.33	0.005	0.0020	0.047	0.061	0.17	0.0026	0.0005			5.2 適合例
7	0.010	0.80	1.00	0.006	0.0018	0.034	0.023	0.05	0.0026	0.0030			4.8 適合例
8	0.016	0.70	0.78	0.004	0.0021	0.050	0.010	0.22	0.0042	0.0013			7.5 適合例
9	0.022	0.20	0.66	0.005	0.0015	0.054	0.087	0.03	0.0027	0.0011	Mo : 0.35		5.1 適合例
10	0.016	0.61	0.36	0.010	0.0018	0.049	0.015	0.15	0.0027	0.0041	Cr : 0.80		5.6 適合例
11	0.018	0.35	0.25	0.012	0.0013	0.033	0.030	0.13	0.0027	0.0012	V : 0.03		5.3 適合例
12	0.024	0.40	0.48	0.009	0.0012	0.032	0.077	0.10	0.0025	0.0009	Co : 1.20, Ni : 0.80		5.3 適合例
13	0.018	0.30	0.50	0.009	0.0014	0.054	0.050	0.01	0.0027	0.0005	Mo : 0.20, Cu : 0.20 Ni : 0.10, Cr : 0.10 V : 0.01		5.3 適合例
14	0.020	0.55	0.50	0.006	0.0020	0.055	0.150	0.01	0.0026	0.0010		REM : 0.006	7.8 適合例
15	0.021	0.45	0.35	0.008	0.0024	0.055	0.012	0.19	0.0027	0.0008		Ca : 0.0021	5.1 適合例
16	0.018	0.47	0.46	0.007	0.0020	0.050	0.041	0.12	0.0021	0.0027	Mo : 0.80, Cr : 0.20	REM : 0.005 Ca : 0.0015	5.6 適合例
17	0.020	0.50	0.51	0.007	0.0014	0.035	0.012	0.19	0.0031	—			5.4 比較例
18	0.020	0.50	0.51	0.008	0.0010	0.042	0.013	0.10	0.0025	0.0008			3.2 比較例
19	0.032	0.49	0.51	0.007	0.0012	0.040	0.010	0.05	0.0024	0.0010			10.9 比較例
20	0.050	0.42	0.83	0.007	0.0013	0.037	0.150	0.24	0.0030	0.0008			5.4 比較例
21	0.025	0.23	1.82	0.009	0.0013	0.041	0.076	0.10	0.0029	0.0010			5.0 比較例

【0033】

【表2】

記号	熱延条件				延伸C (wt ppm)	A I (MPa)	組 織	区 分
	SRT (℃)	FDT (℃)	冷却速度 (℃/sec)	CT (℃)				
1 A	1200	880	8	650	2.4	12	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
1 B	1200	880	8	500	6.2	31	ペイナイトフェライト	比較例
1 C	1200	880	8	750	0.8	4	フェライト	比較例
2 A	1200	860	6	600	2.0	10	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
2 B	1200	860	3	600	1.0	5	フェライト	発明例
2 C	1200	860	14	600	3.8	19	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
2 D	1200	860	7	560	3.4	17	ペイナイトフェライト	発明例
2 E	1200	860	25	600	5.2	26	ペイナイトフェライト	比較例
2 F	1200	860	18	600	4.0	20	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
3	1200	840	9	700	2.6	13	ペイナイトフェライト	発明例
4	1200	820	5	650	2.2	11	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
5	1250	840	9	650	2.0	10	"	発明例
6	1220	900	9	650	2.4	12	"	発明例
7	1180	840	8	600	3.4	17	ペイナイトフェライト	発明例
8	1180	880	7	650	1.2	6	フェライト	発明例
9	1180	800	9	650	2.8	14	ペイナイトフェライト	発明例
10	1100	920	5	650	1.6	8	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
11	1220	920	8	700	2.0	10	"	発明例
12	1180	880	9	600	2.4	12	"	発明例
13	1050	840	7	650	3.0	15	ペイナイトフェライト	発明例
14	1280	840	9	650	1.2	6	フェライト	発明例
15	1250	900	9	650	2.2	11	フェライト+ ペイナイトフェライト	発明例
16	1200	900	6	650	1.8	9	"	発明例
17	1200	860	9	560	0.8	4	フェライト	比較例
18	1200	860	9	650	10.8	54	ペイナイトフェライト	比較例
19	1200	820	10	650	1.2	6	フェライト	比較例
20	1220	880	9	600	5.6	28	フェライト+ ペイナイト+ ペイナイト	比較例
21	1200	880	8	600	4.8	24	"	比較例

* 700℃以上(CT>700℃の場合は巻取りまで)における冷却速度

【0034】

30 【表3】

記号	母板特性								溶接部特性		
	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	Hv	vTrs (℃)	vEo (J)	0.3TS -vTrs	RIC 評価	Hv	ΔHv	vTrs (℃)
1A	433	639	68	226	-140	400	332	○	241	15	-45
1B	553	642	86	223	-50	270	243	△	240	17	-30
1C	262	430	61	142	-170	340	299	○	245	103	-35
2A	440	641	69	213	-140	400	332	○	225	12	-40
2B	301	435	69	161	-170	350	301	○	223	62	-40
2C	463	646	72	220	-110	300	304	○	235	15	-35
2D	457	645	71	222	-120	300	314	○	236	14	-35
2E	530	655	81	227	-60	280	257	○	247	20	-20
2F	470	648	73	223	-110	300	304	○	238	15	-35
3	461	669	69	235	-125	380	326	○	252	17	-30
4	418	598	70	201	-150	380	329	○	210	9	-50
5	458	657	70	224	-130	390	327	○	239	15	-30
6	422	626	67	205	-140	380	328	○	224	19	-35
7	456	634	72	213	-115	300	305	○	264	51	-25
8	462	692	67	253	-120	370	328	○	270	17	-25
9	480	687	70	228	-120	360	326	○	241	13	-30
10	502	721	70	265	-120	360	336	○	288	22	-25
11	474	686	69	201	-120	370	326	○	220	19	-25
12	505	717	70	284	-120	370	335	○	307	23	-30
13	528	750	70	253	-120	380	345	○	264	11	-25
14	437	630	69	219	-135	380	324	○	230	11	-40
15	450	641	70	217	-135	380	327	○	243	25	-35
16	499	712	70	277	-125	380	339	○	302	25	-30
17	221	365	61	125	-180	320	290	○	102	-23	-35
18	566	631	90	210	-20	220	209	△	248	38	30
19	275	385	71	123	-165	330	281	○	100	-23	-30
20	551	662	63	225	-50	260	249	△	348	123	45
21	522	653	80	218	-60	260	256	×	320	102	20

【0035】表1～3から明らかなように、本発明に従い得られた熱延鋼板は、いずれも目標とした特性が得られ、母板の特性で、降伏強さ(YS)が276MPa以上、降伏比(YR)が80%以下、破面遷移温度vTrsが-100℃以下、0℃におけるシャルピー吸収エネルギーvEoが300J以上、0.3TS-vTrsが300以上かつ優れたサワー特性を示し、また溶接部についても溶接部と母材との硬さの差(ΔHv)が100以下、溶接熱影響部(HAZ)の破面遷移温度vTrsが0℃以下を示し、低降伏比、高強度でしかも優れた衝撃特性、耐サワー性および溶接性を有していることがわかる。とりわけ、記号1A、2A、3～6および8～16は、母板でYSが413MPa以上、YRが70%以下、vTrsが-120℃以下、vEoが310J以上、0.3TS-vTrsが320以上、ΔHvが30

以下、HAZのvTrsが-20℃以下であり、極めて優れた特性が得られた。これに対し、成分組成、製造条件が本発明範囲を外れた比較例では、靱性、降伏比、溶接部特性、耐サワー性などの特性のうちの少なくとも1つの特性が劣っていることがわかる。

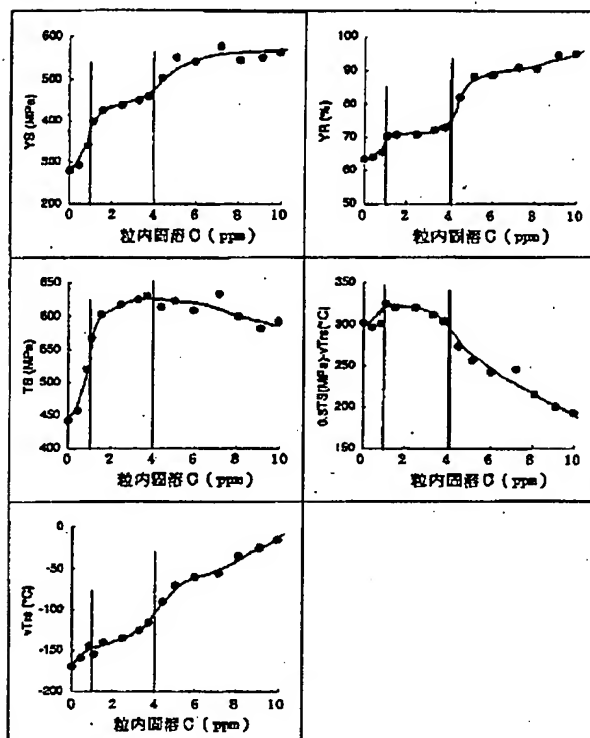
【0036】

【発明の効果】かくして本発明によれば、厚み方向、長さ方向における材質の不均一性の劣化を招くことなく、靱性、溶接性、耐サワー性に優れしかも低降伏比を有する高強度熱延鋼板を得ることができ、これらの諸特性が要求される建築、土木用の鋼管、カラム、油井用電線鋼管などの用途に用いて優れた効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】粒内固溶C量と強度、降伏比および靱性との関係を示すグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 森田 正彦

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 松岡 才二

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

THIS PAGE BLANK (USPTO)